
ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ

УДК 669.017.12/15:621.745.56:537.84

В. И. Дубоделов, д-р техн. наук, академик, зав. отделом,
e-mail: mgd@ptima.kiev.ua

В. А. Середенко, д-р техн. наук, вед. науч. сотр.

Б. А. Кириевский, д-р техн. наук, гл. науч. сотр.

Е. В. Середенко, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.

А. А. Паренюк, мл. науч. сотр.

УСЛОВИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВОВ СО СТРУКТУРОЙ ЗАМОРОЖЕННОЙ МИКРОЭМУЛЬСИИ И МГД-ТЕХНОЛОГИЯ ВЫПЛАВКИ РАСПЛАВА МЕДИ С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ КАПЛЯМИ НА ОСНОВЕ FeCrC

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Проанализированы факторы, влияющие на формирование однородной эмульсии с ультрадисперсными каплями (< 1 мкм) в расплавах с областью несмешиваемости и формирование структуры «замороженной микроэмульсии» в литом состоянии. Рассмотрены технологии получения монотектических медных сплавов дисперсноупрочненных включениями на основе FeCrC, которые обеспечивают размер упрочняющей фазы >3 мкм. Разработана новая МГД-технология получения специальных медных сплавов, упрочненных ультрадисперсными и равномерно распределенными включениями на основе FeCrC, с повышенными эксплуатационными характеристиками.

Ключевые слова: медные сплавы, монотектическая система, зона несмешиваемости, эмульгированный расплав, ультрадисперсные включения, электромагнитное воздействие, токосъемные вставки.

Проаналізовано фактори, що впливають на формування однорідної емульсії з ультрадисперсними краплями (<1 мкм) в розплавах з областю незмішування і отримання структури типу «замороженої мікроемульсії» в литому стані. Розглянуто технології отримання монотектичних мідних сплавів дисперснозміцнених включеннями на основі FeCrC, які дозволяють досягти розміру зміцнюючої фази >3 мкм. Розроблена нова МГД-технологія отримання спеціальних мідних сплавів, зміцнених ультрадисперсними і рівномірно розподіленими включеннями на основі FeCrC, з підвищеними експлуатаційними характеристиками.

Ключові слова: мідні сплави, монотектична система, зона незмішування, емульгований розплав, ультрадисперсні включення, електромагнітний вплив, струмоз'ємні вставки.

The factors affecting the formation of a homogeneous emulsion with ultradisperse drops (<1 μm) in melts with an immiscibility region and the formation of a «frozen microemulsion» structure in a cast state are investigated. The technologies of obtaining monotectic copper alloys with dispersed

reinforced inclusions based on FeCrC, which ensure the size of the strengthening phase > 3 μm are considered. A new MHD-technology has been developed for the production of special copper alloys strengthened by ultradispersed and uniformly distributed inclusions based on FeCrC, with increased performance characteristics.

Keywords: *copper alloys, monotectic system, immiscibility zone, emulsified melt, ultradisperse inclusions, electromagnetic influence, current-carrying inserts.*

Развитие ведущих отраслей техники требует повышения комплекса свойств изменяемых металлических материалов. Значительный рост этих требований обусловлен необходимостью существенного увеличения параметров аэрокосмической, энергетической, транспортной и другой техники ответственного назначения.

Несоответствие требованиям современной техники функциональных материалов из традиционных сплавов устраняется созданием и применением новых материалов, прежде всего композиционных. Дисперсноупрочненные сплавы являются разновидностью композиционных материалов. Основным элементом этих сплавов является матрица, несущая нагрузку, а влияние упрочняющей фазы в основном – это упрощение формирования дислокационной субструктуры в процессах получения сплавов и стабилизация ее в эксплуатационных условиях. Развитие теории и практики создания дисперсноупрочненных сплавов во многом обязано успехам металлофизики, в частности, теории дислокаций.

Упрочняющее действие дисперсной фазы, возникающее при распаде твердых растворов, существенно ослабевает при повышении до 0,5–0,6 температуры плавления ($T_{пл}$). Использование упрочняющих фаз в виде стабильных тугоплавких соединений, не взаимодействующих с матричным металлом и не растворяющихся в нем вплоть до температуры его плавления, обеспечивает возможность сохранения микрогетерогенного строения и дислокационной субструктуры, что гарантирует длительную работоспособность материалов (до 0,9–0,95 $T_{пл}$). К таким материалам принадлежат, например, сплавы для электротехники на основе меди и серебра, которые должны обладать повышенными значениями триботехнических характеристик, прочности, электроэрозионной стойкости наряду с высокими тепло- и электропроводимостями, а также циркониевые сплавы для атомной энергетики со значительной прочностью, малой скоростью ползучести и прозрачностью для нейтронов и др.

Создание в сплавах высокодисперсных, распределенных на заданном расстоянии одна от другой частиц, которые почти не растворяются в матрице до температуры ее плавления, возможно не только твердофазными методами, но и методами литья, что экономически выгоднее. В литейных технологиях существуют два направления получения дисперсноупрочненных материалов. Первое основано на вводе порошков упрочняющих фаз, а второе – на создании этих фаз непосредственно в расплаве. Используются различные классификации диапазонов размеров упрочняющих дисперсных фаз: до 100 нм – микро [1] или нано [2], 10–500 нм – ультрадисперсные [3], 100–1000 нм – мезо [1, 2], свыше 1000 нм – макро [1].

Только контакт с образованием устойчивых межфазных связей между дисперсной фазой и матрицей обеспечивает механическую прочность литых композиционных материалов (ЛКМ). Прочность связи частиц с основой сплава должна быть не меньше прочности матрицы. Существующие методы приготовления экзогенных ЛКМ, то есть полученных вводом частиц в расплав, их размешиванием или другими способами, не обеспечивают требуемого уровня связей между армирующей фазой и матрицей. Поэтому ведутся активные поиски и разработка технологий получения ЛКМ, обеспечивающих требуемую плотность и прочность межфазных связей. Одной из технологий, обеспечивающей достаточную прочность связей между фазами в ЛКМ, является САМ-процесс (синтез эндогенных армирующих материалов в жидкой алюминиевой матрице) [4]. В этом процессе дисперсные частицы армирующей фазы не вводят в расплав извне, а синтезируют в нем за счет контролируемых химических ре-

акций между предварительно введенными компонентами. Дисперсность полученных частиц регулируется в широких пределах (0, 1–20 мкм) изменением технологических параметров процесса. Этот способ включает получение порошков (>20 мкм в диаметре), как правило, тугоплавких металлов, а также нитридов и оксидов. Затем следует ввод в расплав этих порошков, их замешивание и получение твердожидкой трехкомпонентной смеси. В последующем – ее рафинирование, дегазация, получение заготовки, обработка давлением. Для запуска САМ-процесса непосредственно в литейной форме нужен нагрев смеси выше 1000 °С с помощью локального разогрева дугой от сварочного электрода или сгорания брикета алюмотермической смеси. В каждом конкретном случае для той или иной реакции требуется устанавливать свою температуру запуска. При этом образуются тугоплавкие карбиды, нитриды и оксиды. В связи с экзотермическим характером реакции композит в процессе синтеза разогревается, что необходимо учитывать при выборе материалов и покрытий форм для САМ-процесса. Более простым, менее энергетически- и ресурсозатратным является метод получения дисперсноупрочненных ЛКМ на основе сплавов монотектической системы, обладающих областью несмешивания фаз в жидком состоянии, в частности, медных в индукционных тигельных печах [5].

В настоящее время в медном сплаве, упрочненном 6,5 % хромистого чугуна, подвергнутому электромагнитному воздействию в зоне макрорасслоения (под бинодалью), достигли дисперсности упрочняющей фазы <3 мкм с отдельными включениями до 15 мкм [6]. Анализ литературных данных показал, что в сплавах, полученных литейными методами, связь дисперсности упрочняющих фаз с их объемным содержанием в сплавах подчиняется определенной тенденции. Сплавы с минимальными размерами дисперсных фаз ($\leq 0,5$ мкм) содержат, как правило, 0,02–0,15 % об. упрочняющей фазы [7]. При дисперсности фаз от 1,0 до 3,0 мкм их удельное содержание повышается до 2,0–6,5 % об. [5, 6, 8].

Перспектива получения медных сплавов монотектической системы, упрочненных включениями с размерами <1 мкм, появилась в результате обнаружения над областью макрорасслоения жидких фаз зоны микрорасслоения с наноразмерными микрогруппировками. Согласно представлениям о метастабильной микрогетерогенности расплавов монотектического типа при нагреве расплава выше купола макрорасслоения образуется не однородная на атомном уровне жидкость, а расплав с микроскопическими областями (до 100 нм), обогащенными различными компонентами. Это состояние метастабильно и охарактеризовано термином «микроэмульсия» [9]. Размер микрогетерогенностей составляет несколько десятков нанометров. При перегреве расплавов выше определенной для каждого состава температуры признаки микрорасслоения исчезают.

Чем больше размеры областей микрогетерогенности, тем больший эффект возрастания кинематической вязкости (ν) в области микрогетерогенности, то есть достигается максимально возможная для данной системы флуктуационная микрогетерогенность [10].

Для металлических систем с расслоением температурную зависимость вязкости и электросопротивления разделяют на три участка: предкритический, критический и нормальный. Границы участков определяются диаграммами состояния систем: чем больше область ограниченной растворимости, тем существеннее аномалии кинематической вязкости и удельного электросопротивления. Флуктуации плотности и концентрации на критическом участке максимальны [11].

Признаки микрогетерогенности в алюминиевых монотектических расплавах зафиксированы при температурах, превышающих температуру бинодали на 300 К. В сплавах Zn–Bi микрогетерогенность сохраняется при перегреве на 200 К над температурой бинодали [10, 12]. В монотектических расплавах на основе Zn (Zn–Pb, Zn–Bi) подобные области возникают при перегревах над температурой бинодали до 15–50 К при малых концентрациях дисперсной фазы, а при концентрациях близких к максимальным при значительно больших температурных интервалах перегрева [13].

В системе Ga–Bi сохраняется микрогетерогенность с размерами 10–100 нм при перегреве на 100 К над температурой бинодали [14].

Область микрогетерогенности, оцененная по измерению вязкости расплава, для системы Cu–Pb существует при перегреве на 110 К выше температуры бинодали (температуры макрорасслоения) [10].

В ряде расплавов монотектической системы в области макрорасслоения обнаружено качественное различие строения двух равновесных жидких фаз. Наряду с макроскопическим расслоением бинарных систем (Ga–Pb, Ga–Bi, Al–In) в жидком состоянии в них проявляется и микрорасслоение только одной жидкой фазы на основе более легкоплавкого компонента. Так, для системы Ga–Pb установлено, что жидкость на основе более легкоплавкого компонента (Ga) представляет собой микронеоднородный раствор Pb в Ga, в котором более тугоплавкий компонент (Pb) распределен как поатомно, так и с образованием скоплений, не превышающих размер одной координационной сферы. Строение жидкости на основе более тугоплавкого компонента отвечает представлениям об однородном растворе [15].

Особенностью сплавов монотектической системы является результат влияния скорости охлаждения на процесс укрупнения капель дисперсной фазы при прохождении области несмешиваемости. Более высокая скорость охлаждения расплава ведет к меньшему радиусу капель и большему их количеству [16].

При подавлении макроскопического расслоения перед кристаллизацией формируется структура так называемой «замороженной эмульсии» с однородным распределением в объеме слитка мелкодисперсных (≥ 1 мкм) частиц одной из фаз. Сплавы с такой структурой обладают уникальными трибологическими, демпфирующими, термостойкими и другими служебными свойствами. Более дисперсные включения образуются при затвердевании перегретых значительно выше температуры макрорасслоения объемов со скоростями охлаждения 10^3 – 10^5 К/с. Такие скорости реализуются только при получении металлических порошков или тонких лент, но не в традиционных технологиях производства отливок [9]. Большей концентрации дисперсной фазы соответствует более высокая температура бинодали. При охлаждении расплава из зоны несмешиваемости необходимо снизить его температуру до температуры монотектики. Соответственно при более высоком температурном перегреве необходимо больше времени для охлаждения расплава. В некоторых сплавах монотектических систем существует критическая температура охлаждения расплава, позволяющая получить мелкие равномерно распределенные по объему включения дисперсной фазы. Например, в сплаве монотектической системы Ni-31,44%Pb только при переохлаждении >242 К образуются округлые зерна и мелкие частицы Pb, гомогенно распределенные в объеме [17].

Для получения и сохранения максимально дисперсных структур эмульсий, наряду с увеличением скорости закалки (что проблемно для массивных образцов), необходимо выбирать исходную точку t_1 , близкую к температуре монотектики. Это обеспечивает блокирование процесса, поскольку только показателей значений вязкости металлического расплава для этого недостаточно [18].

Количество мелкодисперсных капель заметно увеличивается по мере снижения межфазного натяжения $\sigma_{1,2}$ при диспергировании расплава в зоне макрорасслоения. Так, величина межфазного натяжения в системе Fe–Cu–Si максимальна (90 мДж/м²) на вершине купола несмешиваемости и стремится к нулю у основания купола при температуре монотектики, то есть при предельно малой концентрации дисперсной фазы [19].

Чем выше доля диспергируемой фазы, тем в большей степени максимум распределения смещается в сторону более крупных капель [20]. Повышение концентрации дисперсной фазы эмульсии приводит к увеличению коалесценции капель [21].

Изучение влияния концентрации дисперсной фазы на коалесценцию капель при движении эмульсии в турбулентном режиме показало, что при повышении относительного объемного содержания дисперсной фазы до 0,3 значительно ускоряется слияние капель [22]. Определенная в этой работе зависимость частоты слияния капель от ряда характеристик эмульсии и режима ее течения свидетельствует о

снижении степени коалесценции при уменьшении осредненного градиента пульсационных скоростей дисперсионной фазы.

При среднем радиусе капель > 1 мкм резко усиливается влияние гравитации на коагуляцию и седиментацию капель [23]. Экспериментальные данные [24] показали, что при заданных условиях охлаждения, осаждение и, следовательно, пространственное разделение на макрофазы дисперсной и дисперсионной сред происходит быстрее и выраженной при большем содержании дисперсионной фазы, то есть чем продолжительнее время пребывания расплава в области несмешиваемости в период охлаждения. Существенно тормозят процессы укрупнения и гравитационной седиментации капель дисперсионной фазы высокие скорости охлаждения.

Вместе с тем, разбавленные эмульсии с малым содержанием 0,1 % об. дисперсионной фазы, как правило, высокодисперсны (диаметр капель – 0,1 мкм), что обуславливает редкое столкновение капель и высокую устойчивость эмульсии [25].

Эмульсия, образуемая в зоне микрорасслоения, имеет размеры дисперсионной фазы наномасштабного уровня (≤ 100 нм). Выполнение второго условия устойчивости эмульсии (0,1 % об. дисперсионной фазы) требует минимальной концентрации дисперсионного компонента.

Макроскопическая однородность не гарантирует микроскопическую. Многочисленные эксперименты показали, что макроскопическая однородность металлических расплавов достигается при перемешивании значительно быстрее, чем процессы равномерного рассредоточения и растворения различного рода неравновесных концентрационных микронеоднородностей. Гомогенизация расплава на микроуровне лимитируется преимущественно массопереносом в тонких пограничных слоях на границах раздела [26].

Флуктуации вещества и энергии в микрообъемах приводят к колебаниям температуры микрообъемов в расплаве в определенных пределах, несмотря на постоянство средней температуры во всем объеме жидкометаллической среды [27].

Основная причина метастабильного состояния жидкометаллической неоднородности промышленных сплавов связана с предысторией их получения (плавление гетерогенных шихтовых материалов и металлических добавок, вводимых для легирования, модифицирования, раскисления и микролегирования, смешивание компонентов при окололиквидусных температурах, перегрев выше кривой несмешиваемости (бинодали) расплавов монотектических систем и т. д.). В этих случаях близость температуры расплава к температуре ликвидуса значительно увеличивает время существования жидкого сплава в состоянии метастабильного равновесия между микрообъемами, обогащенными одним из компонентов, и окружающим расплавом, обогащенным другим [28].

Медные сплавы монотектических систем электротехнического назначения, упрочненные металлическими дисперсными включениями, получают в индукционных тигельных печах. Для формирования упрочняющих включений при плавке в медь вводится металлическая добавка, преимущественно на основе системы FeCrC [29, 30].

В работе [31] предполагалось получение дисперсноупрочняющей фазы в медном расплаве за счет введения в него лигатуры (чугун марки ЧХ16 – содержание хрома 16 и углерода 3,4 %), которая состоит из металлической матрицы и дисперсных частиц карбидов. В этом случае обязательным условием является растворение матричной фазы легирующих добавок в расплаве основного металла и нерастворимость или ограниченная растворимость ее карбидных включений. В результате эксперимента по растворению твердого хромистого чугуна при температуре 1250°C , которая была ниже температуры его плавления, но превышала температуру плавления меди, достигли измельчения карбидной составляющей с образованием структур, в которых в медной матрице включения карбидных частиц имели размеры значительно меньше, чем в структуре чугуна. Включения карбидов хрома и сложных карбидов FeCrC, которые являются составляющими хромистого чугуна, переходят в расплав

в твердом состоянии и измельчаются до размеров частиц ~1 мкм. В этой работе описана технология получения в индукционной тигельной печи (ИТП) расплава на основе меди, легированной 4 % чугуна марки ЧХ16 при температуре 1300–1350 °С и изотермической выдержке в течении 30 мин, не указана дисперсность полученных включений. Использование температуры, превышающей температуру расплавления лигатуры, и переход в зону несмешиваемости фаз, видимо, связан со значительным насыщением медной матрицы железом и хромом и значительным снижением ее электропроводности, происходящем при растворении твердой лигатуры.

В патенте [32] дисперсноупрочненный сплав на медной основе получали в ИТП с графитовым тиглем вводом в расплав меди кусков сплава FeCrC (хромистый чугун – хрома 16 %, углерода 1,4 %) с характерным размером 100 мм, 6,5 %мас. В патенте предусмотрен и одновременный ввод твердых меди и чугуна в тигель при совместном расплавлении. Нагрев расплава осуществляли до температуры 1515 °С и выдерживали 10–15 минут до разливки. Расплав распыляли в порошок (45–175 мкм), размер дисперсной фазы в котором составлял 1–5 мкм. Несмотря на высокую скорость охлаждения при диспергировании расплава в порошок, размер упрочняющих включений на основе FeCrC значительно превышал ультрадисперсный диапазон.

В работе [33] было установлено, что при одновременном вводе 1 % FeCrC (Cr 16, С 1,4 %мас., остальное Fe и примеси) и меди в тигель ИТП и расплавлении шихты в лигатуре сначала расплавлялась эвтектическая фаза, рассредоточенная в межзеренных зонах, и формировала обособленные относительно крупные (~1 мм) объемы. Они сохранялись в расплаве даже после полного растворения в меди перлитной основы добавки, поскольку их вязкость втрое превышала вязкость жидкой меди. Это требовало дополнительного времени воздействия электромагнитного поля на диспергирование этих объемов. Были изучены особенности взаимодействия лигатуры с жидкой медью при температуре выше температуры плавления эвтектической фазы, но ниже перлитной основы добавки. Это совместно с МГД-воздействиями интенсифицировало процесс диспергирования поверхностного слоя лигатуры, и диспергированные микрообъемы размером 1–20 мкм перемещались в расплаве МГД-течениями.

С целью установления закономерностей воздействия переменного электромагнитного поля в условиях плавки в ИТП на частицу лигатуры FeCrC был использован подход, предложенный в работе [34], где приведена формула для определения массообменного числа Нуссельта (Nu) при растворении в жидком металле твердой цилиндрической добавки. Эта формула с учетом рассматриваемых условий плавки в ИТП ($B_x = 0$, поскольку вектор индукции электромагнитного поля перпендикулярен индуцированному в расплаве электрическому току, а объемная электромагнитная сила $F_e = j_x B_y$) и допущения равенства длины L растворяемого участка цилиндра, и его диаметра $2a$ была приведена к виду:

$$Nu = 0,412 \cdot \sqrt[3]{Pr_d \frac{\sigma - \sigma_1}{\sigma + \sigma_1} \cdot \frac{2a^3 j_x (B_x^2 + B_y^2)^{0,5}}{\mu \nu} \cdot \frac{L^2}{a^2}} = 0,824a \cdot \sqrt[3]{Pr_d \frac{\sigma - \sigma_1}{\sigma + \sigma_1} \cdot \frac{F_e}{\mu \nu}},$$

где $Pr_d = \nu/D$ – диффузионный критерий Прандтля, обозначаемый также как число Шмидта, Sc; ν – коэффициент кинематической вязкости жидкой меди, м²/с; D – коэффициент диффузии Fe (как основного компонента лигатуры FeCrC) в жидкой меди, м²/с; σ – электропроводимость жидкой меди, Ом⁻¹; σ_1 – электропроводимость твердой добавки, Ом⁻¹; j_x – плотность электрического тока вдали от добавки, А/м²; μ – коэффициент динамической вязкости жидкой меди, кг/м·с; B_x – индукция электромагнитного поля в направлении оси x от индуктора, Тл; B_y – индукция электромагнитного поля в расплаве, наведенная индуктором, Тл; F_e – объемная электромагнитная сила, Н/м³.

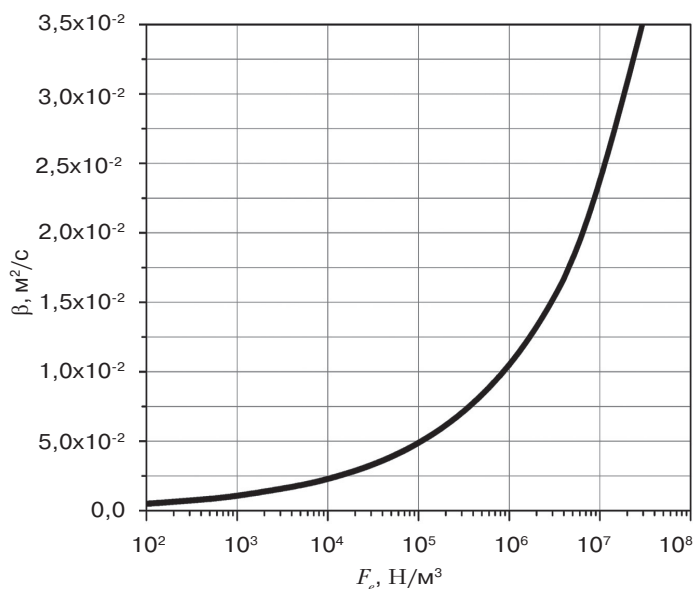
Получение и обработка расплавов

В этом случае коэффициент массопереноса определяется как [35]:

$$\beta = \frac{NuD}{2a} = 0,412 \cdot \sqrt[3]{Pr_d \frac{\sigma - \sigma_1}{\sigma + \sigma_1} \cdot \frac{F_e}{\mu\nu}} \cdot D.$$

Для рассматриваемого случая получения сплава меди с лигатурой FeCrC значения входящих в полученную формулу σ , σ_1 , ν , ρ , D (для варианта диффузии железа в медь) взяты из [36, 37]. Графически полученная зависимость коэффициента массопереноса для диапазона значений F_e , характерных для плавки медных сплавов в ИТП, приведена на рисунке в полулогарифмических координатах.

Из рисунка видно, что существенное ускорение массообмена под действием электромагнитной силы происходит при значениях F_e больше $1 \cdot 10^5$ Н/м³.



Зависимость коэффициента массопереноса β от объемной электромагнитной силы F_e при получении сплава Cu–FeCrC

С учетом установленных закономерностей на основе проведенного анализа, физического моделирования [38, 39] и экспериментальных плавов в ИТП [33, 40] разработана новая МГД- технология получения специальных медных сплавов, упрочненных ультрадисперсными (<1 мкм) и равномерно распределенными включениями на основе FeCrC. Она состоит из следующих основных стадий: загрузка медной шихты в тигель, ее плавление и перегрев до температуры 1260–1290 °С (зона между температурами ликвидус и солидус лигатуры) при удельной мощности 0,30–0,35 кВт/кг; добавление 1–4 % мас. твердой измельченной (до 3 мм) лигатуры FeCrC в жидкую медь при удельной мощности на уровне 0,40–0,45 кВт/кг, обеспечивающем турбулентное состояние расплава; разрушение добавки за счет расплавления ее легкоплавкой составляющей; перевод расплава из суспензионно-эмульсионного состояния в однородную микроэмульсию при перегреве до 1380–1400 (1 %) и 1450–1470 °С (4 %) (удельная мощность 0,8–1,0 кВт/кг, обеспечивающая интенсивный нагрев и режим развитой турбулентности движения жидкого сплава); снижение удельной мощности до 0,15–0,20 кВт/кг для обеспечения ламинарного движения в процессе охлаждения расплава при его переводе из зоны микро- в зону макрорасслоения и температуры 1360 °С с последующей разливкой. Основные технологические режимы данной технологии были

использованы при получении дисперсноупрочненного материала на основе меди с повышенными эксплуатационными характеристиками для токосъемных деталей железнодорожного транспорта в ходе выполнения проекта № Р7.6 целевой комплексной программы научных исследований НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» («Ресурс») [41].



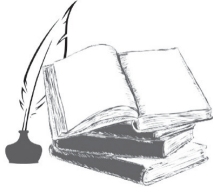
Список литературы

1. *Седельников В. В.* Структурообразование кристаллизующихся систем при модифицировании их ультрадисперсными порошками // *Литейное производство*. – 2005. – № 2. – С. 2–6.
2. *Бардадим Ю. В.* Термомеханічні та діелектричні властивості мезокомполімерів на основі поліепоксиду, оксидів металів та поліаніліну, сформованих у постійних фізичних полях / Бардадим Ю. В., Віленський В. О. // *Фізика і хімія твердого тіла*. – 2015. – Т. 16. – № 4. – С. 726–733.
3. *Сабуров В. П.* Управление структурой сталей и сплавов при суспензионном модифицировании ультрадисперсными порошками тугоплавких соединений / Сабуров В. П., Хлыстов Е. Н., Миннеханов Г. Н. // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 168–171.
4. *Гаврилин И. В.* САМ-процесс – метод композиционного литья // *Литейное производство*. – 1996. – № 9. – С. 28–29.
5. *Христенко В. В.* Перспективные методы дисперсного упрочнения сплавов на основе меди для изготовления электродов контактной сварки / Христенко В. В., Кириевский Б. А. // *Наука та інновації*. – 2005. – Т. 1. – № 6. – С. 84–90.
6. *Середенко О. В.* Формування емульгованого металевого розплаву під дією змінного електромагнітного поля // *Наук. вісті НТУУ «КПІ»*. – 2008. – № 2. – С. 139–143.
7. *Физическое металловедение* / Под ред. Р. У. Канна и П. Хаазена. – М.: *Металлургия*, 1987. – 624 с.
8. *Панфилов А. В.* Литые композиционные материалы в машиностроении // *Литейное производство*. – 1995. – № 4–5. – С. 20.
9. *Попель П. С.* Метастабильная микрогетерогенность расплавов в системах с эвтектикой и монотектикой и ее влияние на структуру сплава после затвердевания // *Расплавы*. – 2005. – № 1. – С. 22–48.
10. *Белашенко Д. К.* О строении и свойствах металлических расплавов / Белашенко Д. К., Гвоздева Л. И., Любимов А. П. // *Изв. АН СССР. Металлы*. – 1968. – № 3. – С. 192–198.
11. *Кононенко В. Н.* Некоторые физические свойства металлических расслаивающихся сплавов / Кононенко В. Н., Яценко С. П. // *Изв. АН СССР. Металлы*. – 1970. – №3. – С. 205–208.
12. *Malakhov D. V.* Thermodynamic assessment of the Bi-Zn system // *Calphad*. – 2000. – Vol. 24. – № 1. – pp. 1–14.
13. *Бродова И. Г.* Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. – Екатеринбург: УрО РАН. – 370 с.
14. *Клым Н. М.* Рентгенографическое исследование структуры ближнего порядка расплавов галлий-висмут / Клым Н. М., Гальчак В. П. // *Изв. вузов. Цветная металлургия*. – 1983. – № 1. – С. 103–106.
15. *Аксенова О. П.* Макро- и микрорасслоения в расплавах Ga-Pb / Аксенова О. П., Жукова Л. А. // *Металлы*. – 2007. – № 1. – С. 21–27.
16. *Yuan L.* Effect of Processing Parameters on Microstructures of Melt-Spun Al-In Immiscible Alloys / Yuan Liu, Jingjie Guo, Yanqing Su, Hongsheng Ding, Jun Jia J. // *Mater. Sci. and Technol.* – 2002. – Vol. 18. – № 5. – pp. 407–410.
17. *Zheng H.* Non-equilibrium solidification of undercooled Ni-31,44% Pb monotectic alloy melts / Zheng Hong-xing, Xie Hui, Guo Xue-feng // *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*. – 2002. – Vol. 12. – № 1. – pp. 38–42.
18. *Занозина З. М.* О получении тонкодисперсных металлических эмульсий в условиях предельно низких межфазных поверхностных натяжений / Занозина З. М., Кочакова Л. А.,

- Щукин Е. Д., Лихтман В. И., Ребиндер П. А. / В кн.: Поверхностные явления в расплавах. – Нальчик, 1965. – С. 507–513.
19. Сучков Е. В. Свойства границ раздела расплавов в системе железо-медь-кремний / Сучков Е. В., Попель С. М., Жуков А. А., Коннова М. А. // Расплавы. – 1995. – № 5. – С. 21–23.
20. Сучков Е. В. Эмульгирование расплавов железо-медь-кремний и закалка эмульсий / Сучков Е. В., Попель С. М., Жуков А. А., Коннова М. А. // Расплавы. – 1995. – № 5. – С. 24–28.
21. Брагинский Л. Н., Бегачев В. И., Барабаш В. М. Перемешивание в жидких средах / Брагинский Л. Н., Бегачев В. И., Барабаш В. М. – Л.: Химия, 1984. – 336 с.
22. Розенцвайг А. К. Коалесценция концентрированных мелкодисперсных эмульсий при турбулентном перемешивании / Розенцвайг А. К., Пергушев Л. П. // ИФЖ. – 1981. – Т. 40. – № 6. – С. 1013–1018.
23. Абрамов О. В. О возможности получения материалов из несмешивающихся между собой компонентов в условиях квазиневесомости / Абрамов О. В., Гельфгат Ю. М., Семин С. И., Соркин М. З., Чашечкина Ж. Ю. // Физика и химия обработки материалов. – 1980. – № 5. – С. 66–72.
24. Alkemper J. Concurrent nucleation, growth and sedimentation during solidification of Al-Bi alloys / Alkemper J., Ratke L. // Zeitschrift für Metallkunde. – 1994. – Vol. 85. – №5. – pp. 365–371.
25. Вауцкий С. С. Курс коллоидной химии. – М.: Химия, 1975. – 512 с.
26. Баум Б. А. О колебательном характере процесса релаксации неравновесных металлических расплавов / Баум Б. А., Игошин И. Н., Шульгин Д. Б. // Расплавы. – 1988. – № 5. – С. 102–105.
27. Штейнберг С. С. Металловедение. – М: Металургия, 1952. – 552 с.
28. Сон Л. Д. Структура жидких металлов и сплавов и возможности ее регулирования для повышения качества / Сон Л. Д., Попель П. С., Сидоров В. Е. // Литейщик России. – 2002. – № 2. – С. 14–16.
29. Кириевский Б. А. Влияние технологических параметров на формирование литой структуры в сплавах системы Cu-Cr-Fe-S, характеризующихся наличием двухфазной области жидкого состояния / Кириевский Б. А., Трубоченко Л. Н., Христенко В. В. // Процессы литья. – 2001. – № 4. – С. 52–56.
30. Кириевский Б. А. Дисперсноупрочненные сплавы на основе меди со структурой типа «замороженной» эмульсии, технология производства литых электродов / Кириевский Б. А., Христенко В. В. // Процессы литья. – 2007. – № 1–2. – С. 93–100.
31. Степанчук А. М. Отримання порошоків дисперсно зміцненої міді / Степанчук А. М., Богатов О. С., Шевчук М. Б., Пашковець Н. Ф. // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Луцьк, 2010. – Вип. № 29. – С. 188–195.
32. Патент РФ №2397044, МПК B22F 9/08, B22F 1/00. №2008110106/02. Способ получения распыленного дисперсно-упрочненного порошка на медной основе // Богатов А. С., Кириевский Б. А., Мелешко И. В., Сахненко А. В., Сахненко С. А., Христенко В. В. Оpubл. 20.08.2010; Бюл. № 23.
33. Дубоделов В. И. Сплавление меди с легирующим комплексом FeCrC и формирование эмульгированного расплава с помощью электромагнитного воздействия / Дубоделов В. И., Середенко В. А., Кириевский Б. А., Христенко В. В., Середенко Е. В., Паренюк А. А. // Процессы литья. – 2015. – № 5. – С. 36–42.
34. Орепер Г. М. Массоперенос с поверхности цилиндра в электромагнитном поле // Магнитная гидродинамика. – 1975. – № 2. – С. 138–139.
35. Меджибожский М. Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов. Учеб. пособ. для вузов. – Киев-Донецк: Вища школа, 1979. – 280 с.
36. Андронов В. И. Жидкие металлы и шлаки / Андронов В. И., Чекин Б. В., Нестеренко С. В. – М.: Металлургия, 1977. – 128 с.
37. Сидоров В. Е. Магнитная восприимчивость жидких железохромистых сплавов, содержащих углерод // Расплавы. – 1995. – № 3. – С. 15–18.
38. Середенко В. О. Мікрвокращення в структурі сплавів з областю незмішування рідких фаз в різних умовах охолодження / Середенко В. О., Середенко О. В., Паренюк О. А. // Металознавство та обробка металів. – 2014. – № 3. – С. 39–43.
39. Дубоделов В. И. Влияние движения расплава на диспергирование добавки в объеме металла на начальном этапе сплавления компонентов монотектической системы / Дубоделов В. И., Середенко В. А., Середенко Е. В., Паренюк А. А. // Процессы литья. – 2015. – № 4. – С. 47–55.
40. Середенко В. А. Особенности взаимодействия лигатуры FeCrC с медным расплавом при действии переменного электромагнитного поля / Середенко В. А., Середенко Е. В., Паренюк А. А. // Процессы литья. – 2015. – № 5. – С. 56–60.

нюк О. А. // Матеріали XIV Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра». – Київ, 2016. – С. 878–887.

41. Дубодєлов В. І. Розробка МГД-технологій одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту / Дубодєлов В. І., Середенко В. А., Кірієвський Б. А., Моїсєєв Ю. В., Середенко О. В., Паренюк О. А. // Збірник наукових статей: Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – Київ, Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України. – 2015. – С. 599–607.



References

1. Sedel'nikov, V. V. (2005) Strukturnoobrazovanie kristallizuyushhikhsya sistem pri modifitsirovanii ikh ul'tradispersnymi poroshkami [*Structurization of crystallizing systems when they are modified with ultradispersed powders*]. Litejnoe proizvodstvo, no. 2, pp. 2–6. [in Russian].
2. Bardady, Yu. V., Vilens'kyj, V. O (2015) Termomekhanichni ta dielektry'chni vlasty`vosti mezokompozytiv na osnovi poliepoksy`du, oksy`div metaliv ta polianilinu, sformovany`x u postijny`x fizy`chny`x polyax [*Thermomechanical and dielectric properties of mesocomposites on the basis of polyether oxide, metal oxides and polyaniline, formed in constant physical fields*]. Fizyka i khimiya tverdogo tila, T. 16, no. 4, pp. 726–733. [in Ukrainian].
3. Saburov, V. P., KHlystov, E. N., Minnekhanov, G. N. (1992) Upravlenie strukturoj stalej i splavov pri suspensionnom modifitsirovanii ul'tradispersnymi poroshkami tugoplavkikh soedinenij [*Controlling the structure of steels and alloys in suspension modification with ultradisperse powders of refractory compounds*]. Metally, no. 2, pp. 168–171. [in Russian].
4. Gavrilin, I. V. (1996) Sam-protsess – metod kompozitsionnogo lit'ya [Sam-process - method of composite casting]. Litejnoe proizvodstvo, no. 9, pp. 28–29. [in Russian].
5. Khristenko, V. V., Kirievskij, B. A. (2005) Perspektivnye metody dispersnogo uprochneniya splavov na osnove medi dlya izgotovleniya ehlektrodov kontaktnoj svarki [*Perspective methods of dispersion hardening of copper-based alloys for the production of contact welding electrodes*]. Nauka ta innovatsii, T. 1, no. 6, pp. 84–90. [in Russian].
6. Seredenko, O. V. (2008) Formuvannya emul'govanogo metalevogo rozplavu pid diyeyu zminnogo elektromagnitnogo polya [*Formation of an emulsified metallic melt under the action of an alternating electromagnetic field*]. Nauk. visti NTUU «KPI», no. 2, pp. 139–143. [in Ukrainian].
7. Kann, R.U., Khaazen, P. (ed.) (1987) Fizicheskoe metallovedenie [*Physical metallurgy*]. Moscow: Metallurgiya, 624 p. [in Russian].
8. Panfilov, A. V. (1995) Litye kompozitsionnye materialy v mashinostroenii [*Cast composite materials in mechanical engineering*]. Litejnoe proizvodstvo, no. 4–5, p. 20. [in Russian].
9. Popel', P. S. (2005) Metastabil'naya mikroheterogenost' rasplavov v sistemakh s ehvtektikoj i monotektikoj i ee vliyanie na strukturu splava posle zatverdevaniya [*Metastable microheterogeneity of melts in systems with eutectics and monotectics and its effect on the alloy structure after solidification*]. Rasplavy, no. 1, pp. 22–48. [in Russian].
10. Belashhenko, D. K., Gvozdeva, L. I., Lyubimov, A. P. (1968) O stroenii i svojstvakh metallicheskikh rasplavov [*On the structure and properties of metallic melts*]. Izv. AN SSSR. Metally, no. 3, pp. 192–198. [in Russian].
11. Kononenko, V. N., YAtsenko, S. P. (1970) Nekotorye fizicheskie svojstva metallicheskikh raslaivayushhikhsya splavov [*Some physical properties of metallic exfoliating alloys*]. Izv. AN SSSR. Metally, no. 3, pp. 205–208. [in Russian].
12. Malakhov, D. V. (2000) Thermodynamic assessment of the Bi-Zn system. Calphad, Vol. 24, no. 1, pp. 1–14. [in English].
13. Brodova, I. G., Popel', P. S., Barbin, N. M., Vatolin, N. A. (2005) Iskhodnye rasplavy, kak osnova formirovaniya struktury i svojstv alyuminievyykh splavov [*Initial melts, as a basis for the formation of the structure and properties of aluminum alloys*]. Ekaterinburg: UrO RAN, 370 p. [in Russian].
14. Klym, N. M., Gal'chak, V. P. (1983) Rentgenograficheskoe issledovanie struktury blizhnego poryadka rasplavov gallij-vismut [*Radiographic study of the short-range structure of gallium-bismuth melts*]. Izv. vuzov. Tsvetnaya metallurgiya, no. 1, pp. 103–106. [in Russian].

15. Aksenova, O. P., Zhukova, L. A. (2007) Makro- i mikrorasloeniya v rasplavakh Ga-Pb [*Macro- and micro-layers in Ga-Pb melts*]. Metally, no. 1, pp. 21–27. [in Russian].
16. Yuan, L. Jingjie, G., Yanqing, S., Hongsheng, D., Jun Jia J. (2002) Effect of Processing Parameters on Microstructures of Melt-Spun Al-In Immiscible Alloys. Mater. Sci. and Technol., Vol. 18, no. 5, pp. 407–410. [in English].
17. Zheng, H., Xie, H., Guo, X. (2002) Non-equilibrium solidification of undercooled Ni-31,44% Pb monotectic alloy melts. Trans. Nonferrous Metals Soc. China, Vol. 12, no. 1, pp. 38–42. [in English].
18. Zanozina, Z. M., Kochakova, L. A., Shhukin, E. D., Likhman, V. I., Rebinder, P. A. (1965) O poluchenii tonkodispersnykh metallicheskih ehmul'sij v usloviyakh predel'no nizkikh mezhfaznykh poverkhnostnykh natyazhenij [*On the preparation of finely dispersed metallic emulsions in conditions of extremely low interfacial surface tension*]. V kn.: Poverkhnostnye yavleniya v rasplavakh. Na'l'chik, pp. 507–513. [in Russian].
19. Suchkov, E. V., Popel', S. M., Zhukov, A. A., Konnova, M. A. (1995) Svoystva granits razdela asplavov v sisteme zhelezo-med'-kremnij [*Properties of the interfaces of melts in the iron-copper-silicon system*]. Rasplavy, no. 5, pp. 21–23. [in Russian].
20. Suchkov, E. V., Popel', S. M., Zhukov, A. A., Konnova, M. A. (1995) Ehmul'girovanie rasplavov zhelezo-med'-kremnij i zakalka ehmul'sij [*Emulsification of iron-copper-silicon melts and quenching of emulsions*]. Rasplavy, no. 5, pp. 24–28. [in Russian].
21. Braginskij, L. N., Begachev, V. I., Barabash, V. M. (1984) Peremeshivanie v zhidkikh sredakh [*Stirring in liquid media*]. L.: Khimiya, 336 p. [in Russian].
22. Rozentsvajg, A. K., Pergushev, L. P. (1981) Koalestsentsiya kontsentrirrovannykh melkodispersnykh ehmul'sij pri turbulentnom peremeshivanii [*Coalescence of concentrated fine emulsions with turbulent mixing*]. IFZH, T. 40, no. 6, pp. 1013–1018. [in Russian].
23. Abramov, O. V., Gel'fgat, YU. M., Semin, S. I., Sorkin, M. Z., Chashechkina, ZH. YU. (1980) O vozmozhnosti polucheniya materialov iz nesmeshivayushhikhsya mezhdu soboj komponentov v usloviyakh kvazinevesomosti [*On the possibility of obtaining materials from immiscible components in quasi-neutrality conditions conditions i khimiya obrabotki materialov*], no. 5, pp. 66–72. [in Russian].
24. Alkemper, J. Ratke, L. (1994) Concurrent nucleation, growth and sedimentation during solidification of Al-Bi alloys. Zeitschrift f r Metallkunde, Vol. 85, no. 5, pp. 365–371. [in English].
25. Voyutskij, S. S. (1975) Kurs kolloidnoj khimii [*Course of colloid chemistry*]. Moscow: Khimiya, 512 p. [in Russian].
26. Baum, B. A., Igoshin, I. N., Shul'gin, D. B. (1988) O kolebatel'nom kharaktere protsessa relaksatsii neravnovesnykh metallicheskih rasplavov [*On the vibrational character of the relaxation process of nonequilibrium metallic melts*]. Rasplavy, no. 5, pp. 102–105. [in Russian].
27. Shtejnberg, S. S. (1952) Metalovedenie [*Metal science*]. Moscow: Metallurgizdat, 552 p. [in Russian].
28. Son, L. D., Popel', P. S., Sidorov, V. E. (2002) Struktura zhidkikh metallov i splavov i vozmozhnosti ee regulirovaniya dlya povysheniya kachestva [*The structure of liquid metals and alloys and the possibility of its regulation for improving the quality*]. Litejshhik Rossii, no. 2, pp. 14–16. [in Russian].
29. Kirievskij, B. A., Trubachenko, L. N., Khristenko, V. V. (2001) Vliyanie tekhnologicheskikh parametrov na formirovanie litoj struktury v splavakh sistemy Cu-Cr-Fe-C, kharakterizuyushhikhsya nalichiem dvukhfaznoj oblasti zhidkogo sostoyaniya [*The influence of technological parameters on the formation of a cast structure in the alloys of the Cu-Cr-Fe-C system, characterized by the presence of a two-phase liquid state region*]. Protssesy lit'ya, no. 4, pp. 52–56. [in Russian].
30. Kirievskij, B. A., Khristenko, V. V. (2007) Dispersnouprochnennye splavy na osnove medi so strukturoj tipa «zamorozhennoj» ehmul'sii, tekhnologiya proizvodstva litykh ehlektrodov [*Dispersively reinforced copper-based alloys with a «frozen» emulsion type structure, a technology for the production of cast electrodes*]. Protssesy lit'ya, no. 1–2, pp. 93–100. [in Russian].
31. Stepanchuk, A. M., Bogatov, O. S., Shevchuk, M. B., Pashkovecz', N. F. (2010) Otrymannya poroshkiv dyspersno zmichzenoyi midi [*The production of dispersed hardened copper powders*]. Mizhuzivis' kyj zbirnyk «Naukovi notatky». Lucz'k, Vol. 29, pp. 188–195. [in Ukrainian].
32. Patent RF №2397044, MPK B22F 9/08, B22F 1/00. №2008110106/02. Sposob polucheniya raspylennogo dispersno-uprochnennogo poroshka na mednoj osnove [*Method for the preparation of a dispersed dispersed-hardened powder on a copper base*]. Bogatov A. S., Kirievskij B. A., Meleshko I. V., Sakhnenko A. V., Sakhnenko S. A., Khristenko V. V. Opubl. 20.08.2010; Byul. № 23. [in Ukrainian].
33. Dubodelov, V. I., Seredenko, V. A., Kirievskij, B. A., Khristenko, V. V., Seredenko, E. V., Parenjuk, A. A. (2015) Splavlenie medi s legiruyushhim kompleksom FeCrC i formirovanie ehmul'girovannogo rasplava s pomoshh'yu ehlektromagnitnogo vozdeystviya [*Copper melting with FeCrC alloy complex and formation of emulsified melt by means of electromagnetic action*]. Protssesy lit'ya, no. 5, pp. 36–42. [in Russian].

34. Oreper, G. M. (1975) Massoperenos s poverkhnosti tsilindra v ehlektromagnitnom pole [Mass transfer from the surface of a cylinder in an electromagnetic field]. Magnitnaya gidrodinamika, no. 2, pp. 138–139. [in Russian].
35. Medzhibozhskij, M. YA. (1979) Osnovy termodinamiki i kinetiki staleplavil'nykh protsessov [Fundamentals of thermodynamics and kinetics of steelmaking processes]. Ucheb. posob. dlya vuzov. Kiev-Donetsk: Vishcha shkola, 280 p. [in Russian].
36. Andronov, V. I., Chekin, B. V., Nesterenko, S. V. (1977) Zhidkie metally i shlaki [Liquid metals and slags]. Moscow: Metallurgiya, 128 p. [in Russian].
37. Sidorov, V. E. (1995) Magnitnaya vospriimchivost' zhidkikh zhelezokhromistykh splavov, sodержashhikh uglerod [Magnetic susceptibility of liquid iron-chromium alloys containing carbon]. Rasplavy, no. 3, pp. 15–18. [in Russian].
38. Seredenko, V. O., Seredenko, O. V., Parenjuk, O. A. (2014) Mikrovkraplennyya v strukture splaviv z oblasti nezmishuvannya ridkyy`x faz v razny`x umovax oxolodzhennyya [Microcirculation in the structure of alloys with the region of non-mixing of liquid phases under different cooling conditions]. Metaloznavstvo ta obrobka metaliv, no. 3, pp. 39–43. [in Russian].
39. Dubodelov, V. I., Seredenko, V. A., Seredenko, E. V., Parenjuk, A. A. (2015) Vliyanie dvizheniya rasplava na dispergirovanie dobavki v ob'yome metalla na nachal'nom ehtape splavleniya komponentov monotek-ticheskoj sistemy [Influence of the melt motion on the dispersion of the additive in the volume of the metal at the initial stage of fusing the components of the monotectic system]. Protsessy lit'ya, no. 4, pp. 47–55. [in Russian].
40. Seredenko, V. A., Seredenko, E. V., Parenjuk, O. A. (2016) Osobennosti vzaimodejstviya ligatury FeCrC s mednym rasplavom pri dejstvii peremennogo ehlektromagnitnogo polya [Features of the interaction of the FeCrC ligature with a copper melt under the action of an alternating electromagnetic field]. Materialy XIV Vseukrayinskoyi naukovy-praktychnoyi konferenciyi «Special'na metalurgiya: vchora, s'ogodni, zavtra». Kyiv, pp. 878–887. [in Russian].
41. Dubodyelov, V. I., Seredenko, V. A., Kiriyevs'kyj, B. A., Moiseyev, Yu. V., Seredenko, O. V., Parenjuk, O. A. (2015) Rozrobka MGD-texnologij oderzhannyya dyspersnozmicznykh materialiv na osnovi midi dlya strumozhemnykh detalej zaliznychnogo transportu [Development of MHD technologies for the production of dispersion-resistant materials on the basis of copper for current-type parts of railway transport]. Zbirnyk naukovykh statej: Problemy resursu i bezpeky ekspluatatsiyi konstrukcij, sporud ta mashyn. Kyiv: Instytut elektrozvaryuvannya im. Ye. O. Patona NAN Ukrayiny, pp. 599–607. [in Ukrainian].

Поступила 22.11.2017

Сердечно поздравляем с юбилейным Днем рождения

Чаплыгину Людмилу Степановну!

Благодарим Вас за многолетний, плодотворный труд в институте и значительный вклад в развитие стандартизации, участие в разработке технологических процессов, нормативных документов и государственных стандартов Украины. Желаем уважаемому юбиляру крепкого здоровья, счастья и творческого вдохновения!



**Коллектив Физико-технологического института
металлов и сплавов НАН Украины**
